بررسی تأثیر نانو ذرات Al_2O_3 بر رفتار پیرسختی و خواص مکانیکی نانوکامپوزیت Al-4.5%Cu/Al_2O_3 تهیه شده به‌روش ریخته‌گری گردابی*

نسیبه ولی بیگلو[۱] رسول آذری خسروشاهی[۲]

چکیده

با گسترش فناوری نانو و کاهش اندازه‌ی ذرات تقویت کننده‌ی سرامیکی تا مقیاس نانومتری، خواص مکانیکی مواد مرکب به‌میزان چشم‌گیری افزایش یافته است. به‌دلیل پایین بودن هزینه‌ی تولید، سادگی فرایند تولید و سهولت کنترل ساختار زمینه، ریخته‌گری مواد مرکب زمینه آلومینیمی مورد توجه قرار گرفته است. در این تحقیق، رفتار پیرسختی نانوماده‌ی مرکب حاوی میزان‌های متفاوت از ذرات Al_2O_3 (۱/۵، ۳ و ۵ درصد حجمی) بررسی شده است. برای تولید ماده‌ی مرکب با زمینه‌ی آلیاژ Al-4.5wt.%Cu تقویت شده با نانوذرات آلومینا، پس از آسیاکاری مکانیکی مخلوط پودرهای میکرونی آلومینیم و نانوذرات آلومینا و تهیه‌ی پودر ترکیبی، از روش ریخته‌گری گردابی استفاده شد. با بررسی ریزساختاری نمونه‌ها، توزیع یکنواخت فاز تقویت کننده و ریزدانگی زمینه به‌اثبات رسید. تأثیر ذرات بر خواص مکانیکی ماده‌ی مرکب از قبیل خواص فشاری و سختی، چگالی و سینتیک عملیات حرارتی بررسی شد. نتایج نشان دادند که حضور ذرات آلومینا بهبود قابل توجه خواص را به‌دنبال دارد. افزودن ذرات آلومینا به آلیاژ به‌عنوان عامل تقویت کننده، رفتار پیرسختی آلیاژ را نیز تغییر داده و با تسریع فرایند پیرسختی منجر به افزایش بیشینه‌ی سختی آن شد.

واژه‌های کلیدی نانوماده‌ی مرکب زمینه فلزی، ریخته‌گری گردابی، Al_2O_3، آلیاژ Al-4.5wt.%Cu، عملیات حرارتی پیرسختی

A Study on the Effect of Al_2O_3 Nano-particles on Aging Behavior and Mechanical Properties of Al-4.5wt.%Cu/Al_2O_3 Composites Produced by Stir Casting

N. valibeygloo R.A. khosroshahi

Abstract

Using the nanotechnology and decreasing the dimension of reinforcement particles to nanometer, outstanding mechanical properties are achieved in aluminum matrix nanocomposites. Fabrication of aluminum matrix nanocomposites by casting is of great importance because of its simplicity, low cost and ease of the control of matrix microstructure. In this study, the aging behavior of nanocomposite samples with different volume percents nano-particles, i.e. 1.5, 3 and 5%, have been investigated. For production of composite samples with Al_2O_3 nano-particles using the Al-4.5%wt.Cu alloy as its matrix, mixtures of Al powders (with the particle size of about 35 μm) and suitable amounts of alumina powders (about 50 nm in size) were prepared by mechanical alloying process to be used in casting process. Microstructural studies showed a uniform distribution of reinforcements in Al-4.5wt.%Cu matrix in the samples with a considerable grain refining effect on the matrix. The effects of reinforcement particles on compressive properties, hardness, and density of composite samples as well as the kinetics of heat treatment were also investigated. Addition of Al_2O_3 particles as the reinforcement component to the matrix changed the aging behavior of the samples. The results showed that the addition of nano-sized alumina particles to the matrix accelerates the aging process of the matrix and results in higher peak hardness values.

Key Words Metal matrix nanocomposites, Stir casting, Al_2O_3, Al-4.5wt.%Cu alloy, Precipitation hardening treatment.

---

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۸۹/۱۱/۲۶ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۱/۲/۱۶ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشگاه صنعتی سهند تبریز، دانشکده‌ی مهندسی، گروه مهندسی متالورژی و مواد

(۲)نویسنده‌ی مسئول: دانشیار، دانشگاه صنعتی سهند تبریز، دانشکده‌ی مهندسی، گروه مهندسی متالورژی و مواد

مقدمه

مواد مرکب زمینه فلزی از جمله مهم‌ترین انواع مواد پیشرفته هستند که قدمتی بیش از ۵۰ سال دارند. این نوع مواد مرکب در صنایع مختلفی از جمله صنایع نظامی، حمل و نقل، هواپیماسازی، خطوط انتقال نیرو به‌کار می‌روند. مواد مرکب زمینه آلومینیم به‌دلیل برخورداری از چگالی کم، استحکام ویژه‌ی بالا، و مقاومت به خستگی و سایش خوب، در صنایع حمل و نقل استفاده می‌شوند [1,2]. در سال‌های اخیر، استحکام‌بخشی آلیاژهای آلومینیم با ذرات سرامیکی اهمیت صنعتی پیدا کرده است. این مواد با وزن کم، استحکام بالا، مدول ویژه‌ی بالا، ضریب انبساط حرارتی پایین، پایداری حرارتی خوب ناشی از حضور ذرات سرامیکی و مقاومت به سایش خوب، مجموعه‌ای از خواص مناسب را دارا هستند [3]. مواد مرکب $Al\text{-}Al_2O_3$ به‌دلیل کاربرد در صنایع خودرو و هوافضا، از اهمیت ویژه‌ای برخوردارند [4,5]. به‌همین دلیل تاکنون مطالعات مفصلی در زمینه‌ی بهبود رفتار و خواص مکانیکی این مواد انجام شده‌اند. مواد مرکب زمینه فلزی تقویت شده با ذرات ناپیوسته به‌روش‌های گوناگونی نظیر متالورژی پودر، رسوب‌گذاری هم‌زمان، آلیاژسازی مکانیکی، و روش‌های مختلف ریخته‌گری مانند ریخته‌گری کوبشی، ریخته‌گری نیمه جامد و ریخته‌گری گردابی تولید می‌شوند [2,6]. روش ریخته‌گری گردابی شامل هم‌زدن شدید فلز مذاب، تشکیل گرداب و ورود ذرات سرامیکی درون گرداب به‌وجود آمده می‌باشد. پس از افزودن ذرات، مذاب به‌مدت معینی هم‌زده شده و سپس، به‌روشهای متداول ریخته‌گری می‌شود [7]. فناوری نانو و تولید مواد در ابعاد نانومتری موضوع تحقیقات جدیدی است که در دهه‌ی اخیر توجه بسیاری را به خود جلب کرده است. تمایل زیادی برای استفاده از نانوذرات سرامیکی برای افزایش استحکام با حفظ انعطاف‌پذیری و مقاومت به خزشی در دمای بالا و مقاومت به خستگی به‌وجود آمده است [8]. خواص نانومواد مرکب زمینه فلزی حتی در کسرهای حجمی بسیار کم نانوذرات تقویت کننده نیز بهبود می‌یابد[9]. مشکلات عمده‌ی موجود در روش ریخته‌گری گردابی برای تولید نانومواد مرکب شامل ترشوندگی ضعیف ذرات تقویت کننده در مذاب، وقوع واکنش‌های مضر در فصل مشترک دو فاز در دمای بالا (مانند مواد مرکب Al-SiC)، نسبت حجم به سطح پایین نانوذرات و در نتیجه، تمایل به خوشه‌ای شدن ذرات تقویت کننده، و افت خواص مکانیکی ماده‌ی مرکب می‌باشند [10]. روش ذوبی بر اساس هم‌زدن ذرات سرامیکی درون مذاب در مقایسه با آلیاژسازی مکانیکی دارای مزیت‌هایی از قبیل پیوند بهتر ذره با زمینه، سهولت کنترل ساختار زمینه، و سادگی و هزینه‌ی کم‌تر فرایند می‌باشد. انجام پیش عملیات بر روی ذرات قبل از افزودن آن‌ها به مذاب، به رفع پیوندهای نامطلوب و گازهای جذب شده در سطح ذرات کمک می‌کند. رفتار پیرسازی مواد مرکب زمینه آلومینیم نیز مورد توجه محققین بوده است. تغییر در سینتیک و میزان سختی حین فرایند پیرسازی به نوع ماده‌ی زمینه، نوع تقویت کننده (اندازه، شکل و کسر حجمی آن)، روش ساخت ماده‌ی مرکب و دمای پیرسازی وابسته است [11]. نشان داده شده است که حضور تقویت کننده‌های سرامیکی باعث تسریع سینتیک پیرسازی در مقایسه با آلیاژ تقویت نشده می‌شود. این پدیده ناشی از چگالی افزایش یافته‌ی نابجایی‌ها در فاز زمینه به‌دلیل عدم وجود تطابق در ضرایب انبساط حرارتی زمینه و ذرات تقویت کننده می‌باشد. در این پژوهش ضمن ساخت نانوماده‌ی مرکب $Al\text{-}4.5\%Cu/Al_2O_3$، خواص (چگالی، سختی، استحکام فشاری و سینتیک فرایند پیرسازی) و ریزساختار آن‌ها مطالعه شده است.

روش انجام آزمایش

تهیــه‌ی نمونــه‌ی نانومــاده‌ی مرکــب. بـرای سـاخت نانومـاده‌ی مرکـب $Al\text{-}4.5\%Cu/Al_2O_3$ بـا درصـدهای وزنی متفاوت از نانو ذرات Al_2O_3، ابتـدا بـا اسـتفاده از شمش‌های آلومینیم با خلوص ۹۹/۸ درصـد و مـس بـا خلوص ۹۹/۹۹ درصد آلیاژ زمینه با ترکیب ارائه شده در جدول (۱) تهیه شد. سپس پودر آلومینیم با اندازه ذره‌ی تقریبی ۳۵ میکرون به‌همراه پودر آلومینا با متوسط اندازه ذره‌ی ۵۰ نـانومتر درون آسـیاب گلولـه‌ای سـیاره‌ای بـا حدود ۳ درصد وزنی اسید اسـتئاریک جامـد بـه‌عنـوان عامل کنترل کننده‌ی فرایند، با سرعت گـردش ۳۰۰ دور در دقیقه، به‌مدت زمان ۵ ساعت آسیاکاری شد. مخلوط پودر به‌دسـت آمـده بـا فشـار ۱۸۰ MPa پـرس شـد و نمونه‌های استوانه‌ای شکل از آن ساخته شد. نمونه‌هـای به‌دست آمده به‌وسیله‌ی هـاون سـرامیکی مجـدداً خـرد شـدند و سـپس، از سـرند ٦٠ مـش عبـور داده شـدند. مقادیر ۱/۵، ۳ و ۵ درصد حجمـی Al_2O_3 از ایـن پـودر ترکیبی اندازه گیـری شـد و حـدود یـک گـرم از آن در فویل‌های آلومینیمی قرار داده شده تا به‌شکل بسته‌هـای کوچک به مذاب افزوده شوند. همزن گرافیتـی کـه زیـر سطح مذاب قرار گرفته بود، با سرعتی حـدود ٦٠٠ دور در دقیقه شـروع بـه چـرخش کـرده و از سـوی دیگـر، به‌طور همزمان گاز آرگون به‌وسـیله‌ی لولـه‌ی رابـط بـه سطح مذاب و درست به محل تشکیل گرداب ناشـی از همزن دمیده شد. به‌این ترتیب، یـک حفـره‌ی عـاری از لایه‌ی اکسید آلومینیم به‌وجود آمـد کـه موقعیـت بسـیار خوبی را برای ورود ذرات فراهم کرد. گاز آرگون بر کشش سطحی مذاب غلبه کـرده و ذرات حین همزدن در مـذاب پخـش مـی‌شـوند. حـین همزدن مذاب، فویل‌های آلومینیمی حاوی پودر تقویـت کننده با نرخ ۳ gr/min به مرکز گـرداب اضـافه شـدند. پس از افزودن تقویت کننده، همزن بلافاصـله پـایین‌تـر آمده و در ارتفاعی به فاصـله‌ی ۱/۳ از کـف بوتـه قـرار داده شد و به‌این ترتیب، سرعت هـمزدن تـا ۱۱۰۰ دور در دقیقه افزایش یافت و این همزدن به‌مـدت ۱۵ دقیقـه ادامه یافت. پس از آن، عمل ریختـه‌گـری بلافاصـله در قالب فلزی انجام گرفت و نمونه‌ها پس از وقـوع کامـل انجماد و سرد شـدن قالـب از آن بیـرون آورده شـدند. مشخصات نمونه‌های تولیـد شـده در جـدول (۲) ارائـه شده‌اند.

عملیات پیرسازی. عملیات محلـول‌سـازی و پیرسـازی نمونه‌های مادهی مرکب با اسـتفاده از کـوره‌ی عملیـات حرارتـی ATBIN انجـام شـد. بـرای عملیـات محلـول سازی، نمونه‌ها ابتدا به‌مدت زمـان ۲ سـاعت در دمـای ٥٤٠ °C تا دست‌یابی به محلول جامد همگـن α انجـام شد، سپس بلافاصله داخل آب سریع سرد شدند و پـس از آن در فریزر نگه‌داری شـدند. عملیـات پیرسـازی در دمای ۱۸۰ °C به‌مدت زمان‌های متفاوت ۲/۵، ۳، ۵ و ۸ ساعت انجام شد، و پس از آن نمونه‌ها از کوره خارج و در هوای آزاد خنک شدند.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی آلیاژ Al-4.5 wt.% Cu به‌کار رفته در این تحقیق

عنصر	Al	Cu	Si	Fe	Mg	Zn	Ti, Sn, Mn
درصد وزنی	۹٤/۸۷	٤/٤۷	۰/۳٦	۰/۲۵	۰/۰۰۲	۰/۰۱۳	بسیار اندک

جدول ۲ مشخصات نمونه‌های تولید شده

ردیف	کد نمونه	درصد حجمی فاز تقویت کننده	روش ساخت
۱	M (آلیاژ زمینه: Al-4.5%Cu)	–	ریخته گری در دمای ۸۵۰ °C
۲	NA	۱/۵	تولید ماده‌ی مرکب بدون استفاده از پودر ترکیبی و با استفاده از پودر خالص نانوآلومینا و ریخته‌گری در دمای ۸۵۰ °C
۳	NB	۱/۵	تولید ماده‌ی مرکب با پودر ترکیبی و ریخته‌گری در دمای ۸۵۰ °C
٤	NC	۳	تولید ماده‌ی مرکب با پودر ترکیبی و ریخته‌گری در دمای ۸۵۰ °C
۵	ND	۵	تولید ماده‌ی مرکب با پودر ترکیبی و ریخته‌گری در دمای ۸۵۰ °C

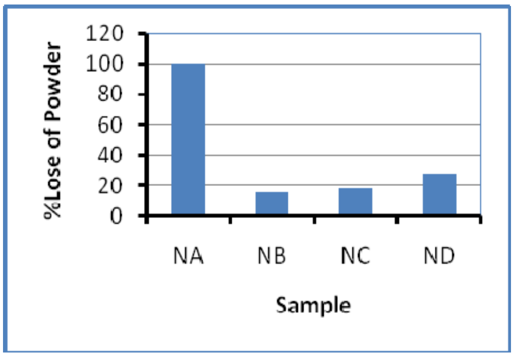
بررسی‌های ریزساختاری و خواص فیزیکی و مکانیکی. برای بررسی ریزساختاری در مراحل مختلف و مشاهده‌ی تغییرات آن با افزودن ذرات، نمونه‌ها پس از سمباده‌کاری و پولیش‌کاری، با استفاده از محلول کِلر (ترکیبی از ۱۹۰ میلی‌لیتر آب مقطر، ۲ میلی‌لیتر HF، ۳ میلی‌لیتر HCL و ۵ میلی‌لیتر HNO_3) حکّاکی شدند. به‌منظور بررسی مُرفولوژی فازها و حفره‌های موجود در نمونه‌ها و مشاهده‌ی فاز تقویت‌کننده در نمونه‌های ماده‌ی مرکب و آلیاژ زمینه، از میکروسکپ الکترونی روبشی (SEM) مدل CamScanMv2300 ومیکروسکپ نوری استفاده شد. برای بررسی میزان ورود ذرات درون مذاب در هر آزمون، میزان ذرات باقی‌مانده در سطح مذاب، کف و جداره‌ی بوته جمع‌آوری و با ترازوی دیجیتال وزن شد. افزون بر این، میزان تخلخل ایجاد شده در نمونه‌های ریخته شده در نتیجه‌ی افزوده شدن ذرات تقویت کننده با محاسبه‌ی چگالی تئوری و سنجش چگالی هندسی و قانون ارشمیدس تعیین شد. سختی برینل آلیاژ تقویت نشده و نمونه‌های ماده‌ی مرکب با استفاده از نیروی ۱۲۵ کیلوگرم و فرورونده‌ی فولادی به‌قطر ۵ میلی‌متر اندازه‌گیری شد. به‌منظور حذف تأثیر جدایش و عیوب ریختگی، نتایج آزمون سختی‌سنجی برای حداقل ٤ نمونه اندازه‌گیری و میانگیری شد، و این‌کار برای بخش‌های مختلف نمونه‌ها گزارش شد. آزمون فشار با استفاده از استاندارد ASTME9-89aR00 بر روی نمونه‌هایی با نسبت ارتفاع به قطر (h/d) بین ۱/۵–۱/٤ انجام شد.

نتایج و بحث

بررسی میزان اتلاف ذرات. وزن ذرات باقی‌مانده در سطح مذاب، کف و جداره‌ی بوته نشان‌دهنده‌ی کارایی فرایند ورود ذرات به مذاب است. شکل (۱) میزان اتلاف ذرات افزوده شده به مذاب به روش‌های مختلف را نشان می‌دهد.

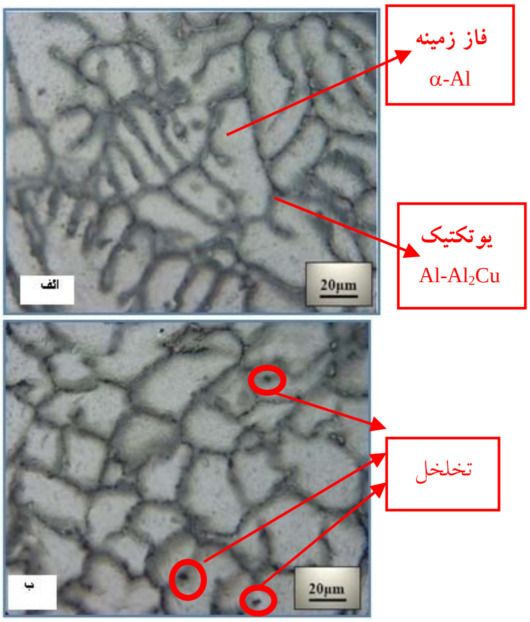
همان‌گونه که مشاهده می‌شود، بیش‌ترین میزان اتلاف پودر مربوط به نمونه‌ی NA است که در آن، پودر نانوآلومینا مستقیماً و بدون انجام هیچ عملیاتی به مذاب اضافه شده است. مقایسه‌ی نمونه‌های NA و NB نشان‌دهنده‌ی نقش مؤثر پودر ترکیبی آلومینیم با نانوذرات آلومینا در بهبود توزیع ذرات می‌باشد. اتصال مکانیکی قوی بین ذرات پودر آلومینیم و آلومینا که در

نتیجه‌ی آسیاکاری و پرس‌کاری ایجاد شده است، به توزیع بهتر ذرات کمک می‌کند. در واقع، ذرات آلومینیم نقش حامل ذرات آلومینا را بازی کرده و موجب بهبود ترشوندگی آن‌ها می‌شوند. سطح ذرات سرامیکی به‌طور طبیعی با لایه‌ی گازی پوشیده می‌شود. وجود لایه‌ی گازی بر روی سطح ذرات باعث کاهش تماس مذاب با سطح ذرات تقویت کننده و اتصال ضعیف آن‌ها می‌شود. این پدیده را می‌توان در مورد نمونه‌ی NA دلیل اصلی ترشوندگی ضعیف و پس‌زدگی ذرات از مذاب دانست. در روش مخلوط‌سازی، ایجاد پوششی از آلومینیم (مشابه با زمینه) بر روی بخش بزرگی از سطوح ذرات موجب کاهش قابل توجه میزان تماس ذرات با لایه‌ی گازی می‌شود، و این نهایتا منجر به افزایش سطوح تماس آن‌ها با مذاب می‌شود. این فرایند، مذاب را در تماس با پودر هم‌جنس خود قرار داده و موجب بهبود عمل اتصال می‌شود.



شکل ۱ نمودار تغییرات درصد اتلاف ذرات در مرحله‌ی افزوده شدن به مذاب

بررسی ریزساختار. اگرچه به‌دلیل ریز بودن ذرات تقویت کننده، امکان مشاهده‌ی آن‌ها با میکروسکپ نوری میسر نیست، امّا تغییر ساختار انجمادی و عیوب موجود را می‌توان مشاهده کرد. در شکل (۲)، ریزساختارهای آلیاژ پایه (M) و نانوماده‌ی مرکب حاوی ۳ درصد حجمی ذرات تقویت کننده (NC) نشان داده شده‌اند.



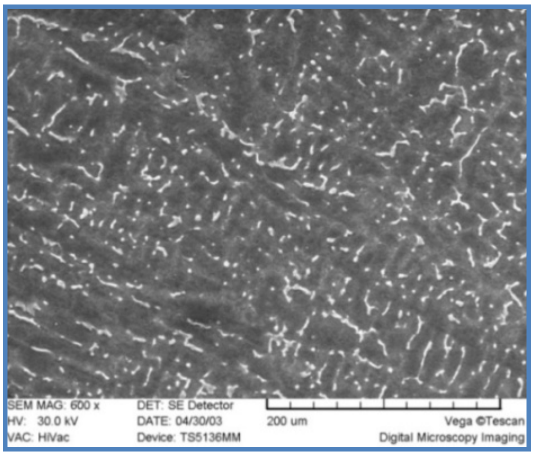
شکل ۲ تصویرهای میکروسکپ نوری از نمونه‌های M (الف) و NC (ب)

بررسی‌های ریزساختاری نشان دادند که افزودن نانوذرات آلومینا باعث ریز شدن دانه‌های آلیاژ زمینه می‌شود و به‌این ترتیب، زمینه دارای ساختار هم‌محور دانه ریزتری نسبت به آلیاژ تقویت نشده می‌شود. این رفتار را می‌توان به راندمان خوب ورود ذرات نسبت داد [12]. در حضور ذرات سرامیکی، سرعت جبهه‌ی انجماد کاهش یافته و زمان انجماد موضعی افزایش می‌یابد و در نتیجه، جوانه‌های بیش‌تری تشکیل شده و این منجر به ریزدانگی آلیاژ تقویت شده می‌شود. می‌توان گفت که ذرات فاز دوم به‌عنوان مکان‌های جوانه‌زنی ناهمگن برای آلومینیم زمینه عمل می‌کنند. این تأثیر با افزایش کسر حجمی ذرات بیش‌تر می‌شود. البته لازم به‌ذکر است که با افزایش بیش‌تر کسر حجمی، احتمال خوشه‌ای شدن ذرات بیش‌تر شده و راندمان ورود ذرات کاهش می‌یابد. روند درشت شدن دانه‌ها را در این شرایط می‌توان رویت کرد. در نمونه‌های ماده‌ی

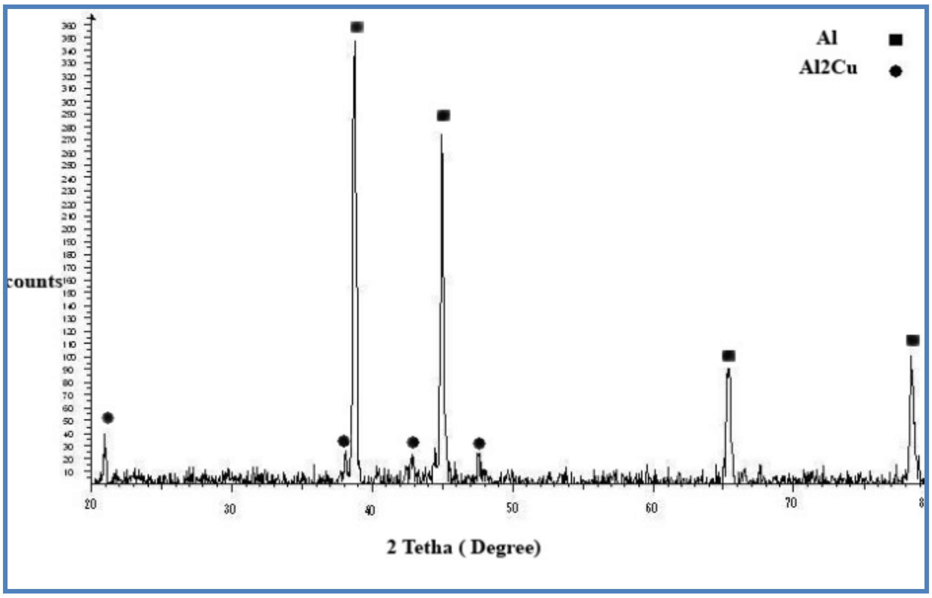
مرکب، ساختار به‌دلیل وجود مکان‌های جوانه‌زنی بیش‌تر از حالت دندریتی خارج شده و به ساختاری نسبتاً ریزتر تبدیل می‌شود. در این حالت، میزان کروی بودن ساختار بیش‌تر می‌شود. شکل (۳) تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی از نمونه‌ی ریختگی آلیاژ تقویت نشده‌ی Al-4.5%Cu را نشان می‌دهد.

با استفاده از الگوی پراش اشعه‌ی X شکل (٤) و نتایج بررسی EDS (شکل ٥)، فاز سفید رنگ در ریزساختارها به‌عنوان فاز Al_2Cu شناسایی شد.

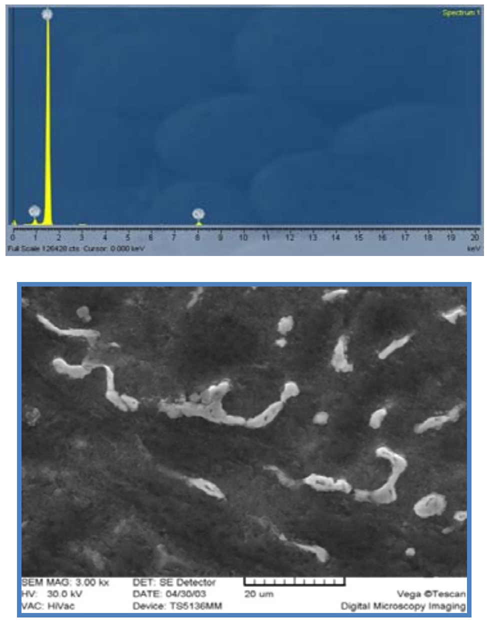
در شکل (٦)، تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی از نمونه‌ی نانوماده‌ی مرکب حاوی ۳ درصد حجمی تقویت کننده (NC) به‌همراه نمودارهای EDX از مناطق A و B نشان داده شده است. در ناحیه‌ی A، پیک‌های مربوط به آلومینیم و مس مشاهده می‌شود، و این نشان‌دهنده‌ی حضور فاز Al_2Cu در آن است. این در حالی است که در ناحیه‌ی B به‌جز پیک‌های مربوط به آلومینیم و اکسیژن، پیک دیگری مشاهده نمی‌شود. به‌این ترتیب، ذره‌ی مشخص شده آلومینا می‌باشد.



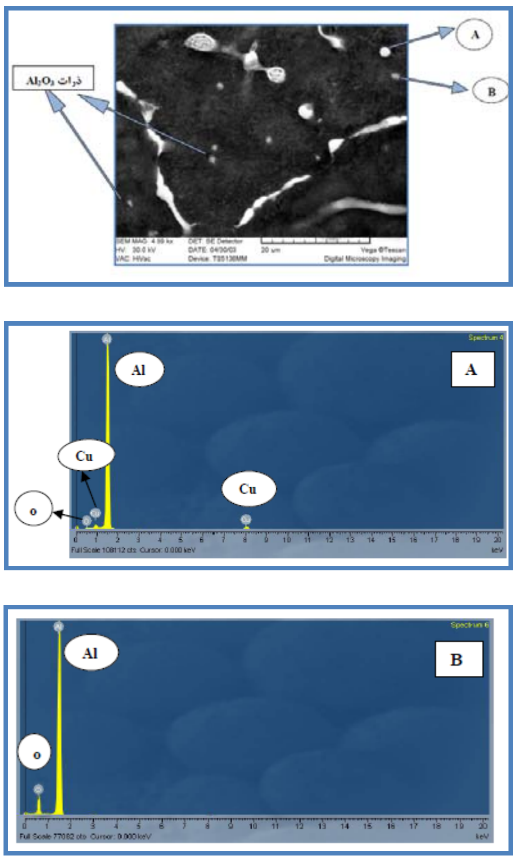
شکل ۳ تصویر میکروسکپ الکترونی از آلیاژ زمینه (M)



شکل ٤ نمودار پراش اشعه‌ی X مربوط به آلیاژ زمینه (M)

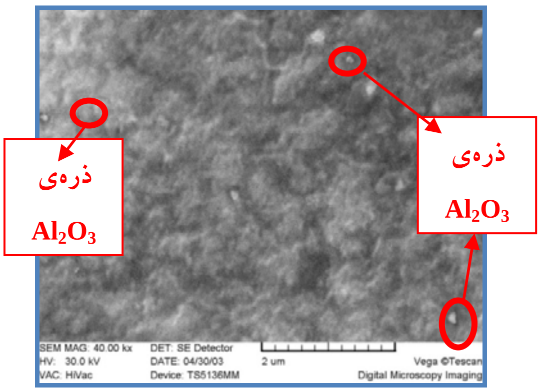


شکل ۵ اندازه‌گیری نقطه‌ای EDX مربوط به فاز سفید رنگ در آلیاژ زمینه (M)



شکل ٦ تصویر SEM از نمونه‌ی NC به‌همراه اندازه‌گیری نقطه‌ای EDX از نواحی A و B در تصویر

نانوذرات آلومینا در بزرگ‌نمایی‌های بالاتر درون زمینه به‌شکل توزیع شده مشاهده می‌شوند (دانه‌های سفید رنگ در شکل ۷). در این تصویر، ذراتی به‌ابعاد تقریبی کم‌تر از صد نانومتر و تعدادی از ذرات خوشه‌ای شده به‌ابعاد تقریبی زیرمیکرون مشاهده می‌شوند. به‌دلیل اندازه‌ی بسیار کوچک ذرات تقویت کننده و مشکلات روش ریخته‌گری گردابی، حضور ذرات خوشه‌ای شده در ابعاد زیرمیکرون کاملاً طبیعی است.



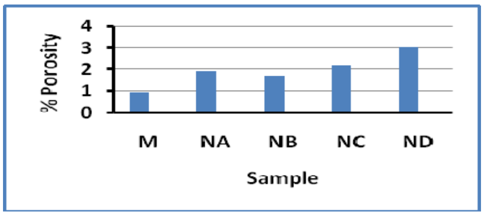
شکل ۷ تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی با بزرگ‌نمایی بالا مربوط به نمونه‌ی تقویت شده با ۱/۵ درصد حجمی تقویت کننده (NB)

به‌دلیل وجود لایه‌ی گازی در اطراف ذرات تقویت کننده و یا درگیر شدن ذره با حفره‌های گازی موجود در زمینه، امکان تشکیل حفره در فصل مشترک ذره با زمینه وجود دارد. وجود آثاری از این‌گونه حفره‌های میکروسکپی در بعضی از نقاط فصل مشترک ذره با زمینه قابل تشخیص است.

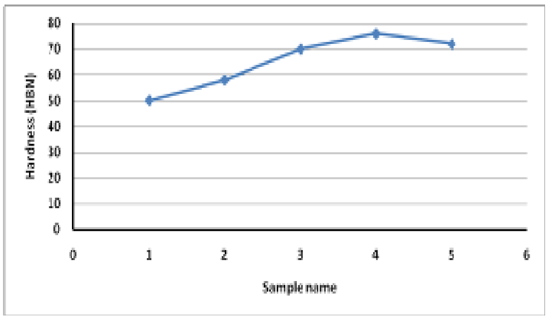
بررسی نتایج اندازه‌گیری تخلخل. چگالی تئوری نمونه‌های ماده‌ی مرکب به‌دلیل بالاتر بودن چگالی آلومینا، نسبت به زمینه افزایش می‌یابد. میزان جذب گاز به سطح ذرات تقویت کننده با کاهش اندازه‌ی ذرات و افزایش سطح آن‌ها افزایش می‌یابد. حبس

گازهای محیطی در توده‌های ذرات منجر بـه افـزایش تخلخل در ماده‌ی مرکب مـی‌شـود [13]. بـا توجـه بـه نتایج نشان داده شده در شکل (۸)، تأثیر کسـر حجمـی ذرات آلومینا بـر تخلخـل مـاده‌ی مرکـب را مـی‌تـوان بررسی کرد. افزایش کسر حجمی ذرات در مذاب منجر به تشکیل حفره درون توده‌های ذرات می‌شود. از طرف دیگر، با افزایش درصـد حجمـی ذرات تقویـت کننـده پدیده‌ی خوشه‌ای شدن آن‌ها تشدید می‌شود، و نـوعی از تخلخل به‌همراه ذرات خوشـه‌ای شـده شـکل مـی-گیرند. افزون بر این، تخلخل گازی با افزایش میران فاز دوم بیش‌تر می‌شود، زیرا گرانروی بالای مذاب اجازه‌ی خروج حباب‌های هوا را نمی‌دهـد و در نتیجـه، مقـدار گاز حبس شده افزایش می‌یابد. در نمونه‌ی NA، افزون بر این‌که هیچ ذره‌ای وارد مـذاب نشـده اسـت، مقـدار محسوسی حفره‌ی گازی نیز در ساختار وجود دارد کـه ناشـی از بـه‌دام افتـادن و مَکـش گازهـای محیطـی و حباب‌های هـوا حـین مرحلـه‌ی هـم‌زدن درون مـذاب می‌باشد.

بررسی نتایج سختی‌سـنجی نمونـه‌هـای ریختگـی و عملیات حرارتی شده. نتایج حاصل از سـختی‌سـنجی تمام نمونـه‌هـا بـر حسـب برینـل در شـکل (۹) ارائـه شده‌اند. همان‌طور که مشاهده می‌شود، سـختی نمونـه-های حـاوی ذرات سـرامیکی Al_2O_3 بـیش از سـختی آلیاژ زمینه است. از آنجا کـه ذرات آلومینـا از آلـومینیم سخت‌ترند، افزایش سختی ماده‌ی مرکب را می‌توان بـه حضــور ذرات سـرامیکی در زمینـه نسـبت داد. ذرات آلومینا هم به‌عنوان موانعی در برابر حرکت نابجـایی‌هـا عمل کرده و به این ترتیب سختی را افزایش می‌دهنـد، و هم موجب کاهش اندازه‌ی دانه‌های زمینـه بـه‌عنـوان یکی دیگر از عوامل افـزایش سـختی مـی‌شـوند. البتـه همان‌گونه که مشاهده می‌شود، با افزایش کسر حجمـی ذرات تقویـت کننـده ابتـدا رونـدی افزایشـی و سـپس کاهشی در میزان سختی دیده می‌شود. با افزایش بیش‌تر میزان ذرات تقویت کننده و گذر از حـد بهینـه، توزیـع همگن ذرات درون زمینه رخ داده و با تشکیل خوشه‌ها و حفره‌ها، چگالی نسبی کاهش یافته و بـه‌ایـن ترتیـب سختی کاهش می‌یابد.



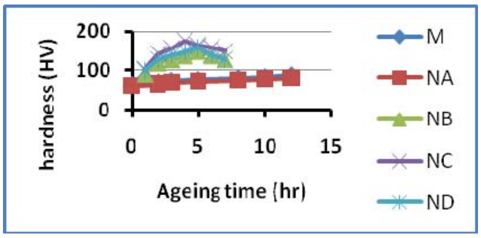
شکل ۸ نمودار تغییرات درصد تخلخل بر حسب کسر حجمی ذرات نانو آلومینا



شکل ۹ نمودار تغییرات سختی برینل (HBN) مربوط به نمونه‌های ماده‌ی مرکب ریختگی

در آلیاژ Al-4.5%Cu، انجام عملیات حرارتی توزیع مناسبی از رسوبات Al_2Cu در زمینه ایجاد کرده است. رسوبات موانعی برای حرکت نابجایی‌ها به‌وجود آورده و به‌این ترتیب، سختی و کارسختی ماده‌ی مرکب بهبود می‌یابند [14]. حضور ذرات تقویت کننده رفتار پیرسختی آلیاژ زمینه را با تسریع سینتیک رسوب‌گذاری تحت تأثیر قرار می‌دهد. در حقیقت، اختلاف ضریب انبساط حرارتی ذرات سرامیکی با زمینه منجر به افزایش چگالی نابجایی‌ها و افزوده شدن مکان‌های مناسب برای جوانه‌زنی رسوبات می‌شود. نتایج سختی سنجی در مورد آلیاژ زمینه و نمونه‌های ماده‌ی مرکب در زمان‌های مختلف پیرسازی در شکل (۱۰) ارائه شده‌اند.

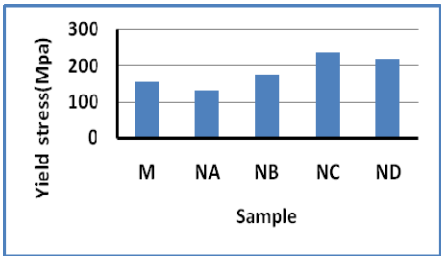
همان‌گونه که در شکل (۱۰) مشاهده می‌شود، افزودن ذرات سرامیکی به آلیاژ Al-4.5%cu نه تنها سرعت فرایند پیرسختی را به‌میزان قابل ملاحظه‌ای افزایش داده است، بلکه میزان بیشینه‌ی سختی نیز افزایش یافته است. ذرات آلومینا به‌عنوان مکان‌های جوانه‌زنی ناهمگن برای تشکیل رسوبات عمل می‌کنند و باعث ریز و پراکنده شدن رسوبات و در نتیجه، افزایش سختی می‌شوند. در تمام حالت‌های قبل از رسیدن به پیک سختی، سختی ماده‌ی مرکب بزرگ‌تر از سختی زمینه است، و در اوج سختی نیز ماده‌ی مرکب سختی بسیار بیش‌تری به‌نمایش می‌گذارد. در این پژوهش، زمان لازم برای رسیدن به پیک سختی و مقدار سختی در این نقطه برای آلیاژ زمینه بررسی نشده است، امّا با استناد به گزارش‌های سایر محققان و مقایسه‌ی تغییرات سختی آلیاژ زمینه در این پژوهش در حالت پیر شده به‌مدت ۱۲ ساعت، زمان دست‌یابی به مقدار بیشینه‌ی سختی در آلیاژ Al-4.5%Cu (حدود ۱۱۰HV) به‌میزان ۵۵ ساعت گزارش شده است [11,15]. لازم به ذکر است که افزایش ذرات سرامیکی مراحل پیرسختی را تغییر نداده و هر دو ماده‌ی مرکب و فاز زمینه از روند تغییرات مشابهی پیروی کرده و به حداکثر سختی می‌رسند، امّا این ذرات سرعت تولید فازهای واسطه را افزایش می‌دهد و به‌این ترتیب، درصد حجمی آن‌ها را نیز تغییر می‌دهد. به‌این ترتیب، نمونه‌ی ماده‌ی مرکب سریع‌تر به بیشینه‌ی سختی می‌رسد (مقایسه‌ی رفتار پیرسختی نمونه‌های M و NB). این تسریع در پیرسازی را می‌توان به نفوذ سریع اتمی در آن‌ها نسبت داد. وجود نابجایی‌های زیاد در ماده‌ی مرکب که در فرایند تولید ایجاد می‌شوند، مسیری راحت و کم انرژی برای نفوذ اتمی ایجاد می‌کنند [11]. نتایج نشان می‌دهند که سینتیک پیرسازی با افزایش کسر حجمی ذرات آلومینا تسریع می‌شود (مقایسه‌ی رفتار نمونه‌های NB و NC). این رفتار به‌دلیل افزایش چگالی نابجایی‌ها و در نتیجه‌ی آن، افزایش میزان نفوذ اتم‌های محلول و افزایش تعداد مکان‌های رسوب‌گذاری است که منجر به تسریع جوانه‌زنی و رشد رسوبات شده است. با این‌حال، با افزایش بیش‌تر کسر حجمی ذرات تقویت کننده میزان سختی در مراحل پیرسازی کاهش می‌یابد [15]. این رفتار ممکن است به‌دلیل توزیع غیریکنواخت و خوشه‌ای شدن ذرات و در نتیجه، کاهش چگالی کلی نابجایی‌ها باشد.



شکل ۱۰ نمودار تغییرات سختی نمونه‌ها با انجام عملیات حرارتی پیرسازی

بررسی نتایج آزمون فشار. برای بررسی تأثیر نانوذرات آلومینا بر خواص فشاری نمونه‌های ماده‌ی مرکب

تولیدی، آزمون فشار با استفاده از نمونه‌های استاندارد انجام شد. تنش تسلیم نمونه‌های مختلف در شکل (۱۱) نشان داده شده است. همان‌طور که در این شکل مشاهده می‌شود، تنش تسلیم نمونه‌ی NA کم‌تر از نمونه‌ی M است. این پدیده را می‌توان به وجود میزان بالایی از تخلخل و حفره‌های گازی درون آن نسبت داد. حباب‌های هوا حین ریخته‌گری و ایجاد تلاطم ناشی از تشکیل جریان گردابی به درون مذاب کشیده شده‌اند، و این در حالی است که هیچ ذره‌ی تقویت کننده‌ای به دورن مذاب وارد نشده است. استفاده از پودر ترکیبی نقش مؤثری بر خواص فشاری ماده‌ی مرکب دارد، به گونه‌ای که نمونه‌ی NB (تهیه شده از پودر ترکیبی) دارای تنش تسلیم بالاتری نسبت به نمونه‌ی NA می‌باشد. افزون بر این مشاهده می‌شود که با افزایش درصد حجمی نانوذرات آلومینا، تنش تسلیم نمونه‌ها افزایش چشم‌گیری می‌دهند، و این نشان‌دهنده‌ی تأثیر آشکار ذرات تقویت کننده بر استحکام بخشی آن‌ها می‌باشد. ثابت شده است که با افزایش میزان ذرات تقویت کننده، چگالی نابجایی‌ها در زمینه افزایش می‌یابد [14]. این نابجایی‌ها به‌دلیل وجود اختلاف بین ضریب‌های انبساط حرارتی زمینه و ذرات تقویت کننده در اطراف ذرات ایجاد می‌شوند. افزون بر این، بالا رفتن میزان ذرات برای زمینه محدودیت موم‌سان بیش‌تری ایجاد می‌کند. هرچه میزان ذرات آلومینا بیش‌تر باشد، به‌دلیل کاهش فاصله‌ی بین ذرات، زمینه دچار محدودیت بیش‌تری برای تغییر شکل مومسان می‌شود، و این منجر به بهبود بیش‌تر تنش سیلان فشاری نمونه می‌شود. با توجه به نمودار شکل (۱۱)، با افزایش میزان ذرات تقویت کننده تا ۳ درصد حجمی (نمونه‌ی NC) تنش سیلان ماده‌ی مرکب افزایش می‌یابد، ولی افزایش بیش‌تر ذرات میزان عیوب (خوشه‌ای شدن ذرات، افزایش میزان تخلخل و وجود عیوبی در فاز تقویت کننده) بیش‌تری در نمونه‌ها ایجاد کرده و در نتیجه، از استحکام تسلیم ماده‌ی مرکب کاسته می‌شود.



شکل ۱۱ نمودار تغییرات تنش تسلیم برای نمونه‌های ماده‌ی مرکب ریختگی

نتیجه گیری

۱- ساخت نمونه‌های نانوماده‌ی مرکب با زمینه‌ی آلیاژ آلومینیم با استفاده از روش‌های ریخته‌گری امکان‌پذیر است.

۲- با توجه به تصویرهای میکروسکپ الکترونی و میکروسکپ نوری، تأثیر استفاده از پودر ترکیبی و نقش آن در حضور نانوذرات آلومینا درون زمینه نشان داده شد.

۳- با افزایش کسر حجمی ذرات تقویت کننده، درصد تخلخل در نمونه‌ها بیش‌تر شد.

٤- سختی نانوماده‌ی مرکب بیش از سختی آلیاژ بدون ذرات تقویت کننده بود.

٥- انجام عملیات حرارتی پیرسختی بر روی نمونه‌ها موجب افزایش سختی آن‌ها شد. افزون بر این، این عملیات حرارتی موجب تسریع سینتیک پیرسازی در نمونه‌های ماده‌ی مرکب نسبت به آلیاژ تقویت نشده شد، به‌گونه‌ای که پس از انجام عملیات حرارتی، پیک سختی مربوط به نمونه‌های ماده‌ی مرکب بالاتر از نمونه‌ی تقویت نشده بود، و مدت زمان کم‌تری هم برای رسیدن به این مقدار بیشینه لازم بود.

٦- استفاده از پودر ترکیبی تأثیر بسیاری بر خواص فشاری مادهی مرکب داشت. با افزایش میزان نانوذرات تقویت کننده تا ۳ درصد حجمی، استحکام تسلیم مادهی مرکب افزایش یافت.

مراجع

1. Cole, G.S. and Shrman, A.M., "Light weight materials of automotive applications", *Materials Characterization*, Vol. 35, Issue. 1, pp. 3-9, (1995).
2. Surappa, M.K., "Aluminum matrix composites: Challenges and opportunities", Dept. of Metallurgy, Indian Institute of Science/India, pp. 319–334, (2003).
3. Miracle, D.B., "Metal matrix composites – From science to technological significance", Composites Science and Technology 65, pp. 2526–2540, (2005).
4. Tavoosi, M., Karimzadeh, F., Enayati, M.H., "Fabrication of Al-Zn/αAl_2O_3 nanocomposite by mechanical alloying", *Journal of Materials Letters*, 62, pp. 282-285, (2008).
5. Huo, H., Woo, K.D., "In situ synthesis of Al_2O_3 particulate-reinforced Al matrix composite by low temperature sintering", *Journal of Materials Science and Engineering*, 41, pp. 3249-3253, (2006).
6. Flom, Y,. Arsenault, R.J., "Interfacial bond strength in an aluminum alloy 6061-SiC composite", *Material science and Engineering*, Vol. 77, pp. 191, (1986).
7. Hashim, J., Looney, L., Hashmi, M. S. J., "Metal matrix composites: production by stir casting method", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 92-93, pp. 1-7, (1999).
8. Thostenson,, E. T., Li, C. & Chou, T. W., "Nanocomposites in context, composites Science & Technology", Vol. 65, pp. 491-516, (2005).
9. Li, X., Yang, Y., Cheng, X., "Ultrasonic-assisted fabrication of metal matrix nanocomposites", Journal of Materials Science, 39, pp. 3211-3212, (2004).
10. Samuel, A.M, Liu, H., and Samuel, F.H., "on the castability of Al-Si/SiC particle reinforced MMCs: Factors affecting fluidity", Com.Sci.Tech, Vol. 49, pp. 1-12, (1993).
11. Das, Sanjeev., Das, S., Das, K., "Ageing behavior of Al–4.5 wt% Cu matrix alloy reinforced With Al_2O_3 and $ZrSiO_4$ particulate varying particle size", *J.Mater.Sci*, 41, pp. 5402-5406, (2006).
12. Zhao, Y.-T., Zhang, S.-L., Chen, G., Cheng, X.-N., Wang, C.-Q., "In situ (Al_2O_3+Al_3Zr) np/Al nanocomposites synthesized by magneto-chemical melt reaction", Composites Science and Technology 68, pp. 1463–1470, (2008).
13. Kok, M.,"Production and mechanical properties of 2024 aluminum alloy composites", *J. Mat. Pro. Tech*, pp. 381-387, (2005).
14. ASHUTOSH, "Study of the age hardening Behavior of Al - 4.5Cu/$ZrSiO_4$ composite in Different

Quenching Media", Thesis submitted in partial fulfillment of the requirement for The award of the degree of Master in Technology, School of Physics & Material Sciences Thapar University, Patiala, June (2007).

15. Das, Karabi., Narnaware, L.K., "Synthesis and characterization of Al-4.5% Cu/Al_3Ti composites: Microstructure and ageing behaviors", Materials Science and Engineering A 497, pp. 25-30, (2008).